

(19) 中华人民共和国国家知识产权局



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 102893373 A

(43) 申请公布日 2013.01.23

(21) 申请号 201180024753.0

(22) 申请日 2011.04.27

(30) 优先权数据

12/783354 2010.05.19 US

(85) PCT申请进入国家阶段日

2012.11.19

(86) PCT申请的申请数据

PCT/IB2011/051844 2011.04.27

(87) PCT申请的公布数据

W02011/145012 EN 2011.11.24

(71) 申请人 皇家飞利浦电子股份有限公司

地址 荷兰艾恩德霍芬

申请人 飞利浦拉米尔德斯照明设备有限责任公司

(72) 发明人 A · Y · 金

(74) 专利代理机构 中国专利代理(香港)有限公司 72001

代理人 刘鹏 汪扬

(51) Int. Cl.

H01L 21/02 (2006.01)

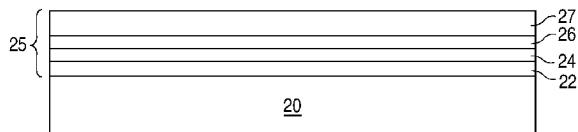
权利要求书 2 页 说明书 8 页 附图 3 页

(54) 发明名称

用于生长半导体装置的复合生长衬底

(57) 摘要

根据本发明的实施例的一种方法包含提供包括施主层及应变层的外延结构。该外延结构经处理以致使该应变层松弛。该应变层的松弛致使该施主层的面内晶格常数改变。



1. 一种方法,其包括 :

提供外延结构,所述外延结构包括 :

施主层,其中所述施主层是其上可生长半导体结构的材料;以及
应变层;

处理所述外延结构以致使所述应变层松弛,其中所述应变层的松弛致使所述施主层的面内晶格常数改变。

2. 根据权利要求 1 所述的方法,其中所述外延结构进一步包括设置在所述施主层与所述应变层之间的松弛层。

3. 根据权利要求 2 所述的方法,其中所述外延结构进一步包括设置在所述施主层与所述应变层之间的第二松弛层。

4. 根据权利要求 2 所述的方法,其中所述外延结构进一步包括设置在所述施主层与所述应变层之间的帽盖层,其中所述帽盖层经配置以降低或防止自所述施主层的解吸。

5. 根据权利要求 2 所述的方法,其中所述松弛层包括铝。

6. 根据权利要求 1 所述的方法,其中提供的步骤包括将所述外延结构生长在第一衬底上,所述方法进一步包括 :

将所述外延结构连接至第二衬底;以及
移除所述第一衬底。

7. 根据权利要求 6 所述的方法,其中 :

所述外延结构通过接合层连接至所述第二衬底;以及
处理的步骤包括加热所述接合层。

8. 根据权利要求 6 所述的方法,其进一步包括 :

将所述施主层连接至第三衬底;以及
移除所述应变层。

9. 根据权利要求 8 所述的方法,其中

所述外延结构进一步包括设置在所述施主层与所述应变层之间的低带隙层,其中所述低带隙层具有低于所述施主层及所述应变层的带隙的带隙;以及

移除所述应变层包括使用激光熔融所述低带隙层。

10. 根据权利要求 1 所述的方法,其中所述应变层中的应变是至少如所述施主层中的应变一样大。

11. 根据权利要求 1 所述的方法,其中 :

所述施主层是 InGaN 或 GaN;

所述应变层是 AlGaN 或 GaN;并且

所述外延结构进一步包括设置在所述施主层与所述应变层之间的松弛层,其中所述松弛层包括铝。

12. 根据权利要求 1 所述的方法,其中在处理之后,所述施主层具有至少 3.2Å 的面内晶格常数。

13. 根据权利要求 1 所述的方法,其进一步包括 :在所述处理之后,在所述施主层上生长结构,所述结构包括设置在 n 型区域与 p 型区域之间的发光层。

14. 根据权利要求 1 所述的方法,其中 :

在处理的步骤之前,所述施主层是处于压缩中;以及
处理的步骤包括致使所述施主层的所述面内晶格常数增大使得所述施主层在处理之后是至少部分松弛的。

15. 根据权利要求 1 所述的方法,其中:

在处理的步骤之前,所述施主层是经松弛的,并且
处理的步骤包括致使所述施主层的所述面内晶格常数增大,以使所述施主层在处理之后是处于拉伸中。

16. 根据权利要求 1 所述的方法,其中在处理的步骤之前,所述应变层是处于压缩中。

17. 根据权利要求 1 所述的方法,其中在处理的步骤之前,所述应变层中的应变是至少 0.1%。

18. 一种结构,其包括:

衬底;以及

外延结构,所述外延结构是通过接合层而附接至所述衬底,所述外延结构包括:

施主层,其中所述施主层是其上可生长半导体结构的材料;

应变层;以及

松弛层,所述松弛层是设置在所述施主层与所述应变层之间。

19. 根据权利要求 18 所述的结构,其中所述接合层是硼磷硅酸盐玻璃。

20. 根据权利要求 18 所述的结构,其中:

所述施主层是 InGaN 或 GaN;

所述应变层是 AlGaN 或 GaN;并且

所述松弛层包括铝。

用于生长半导体装置的复合生长衬底

技术领域

[0001] 本发明涉及一种致使施主层的面内晶格常数改变的方法。

背景技术

[0002] 包含发光二极管 (LED)、谐振腔发光二极管 (RCLED)、垂直腔激光二极管 (VCSEL) 及边缘发射激光器的半导体发光装置是当前可用的最有效率的光源之一。在制造能跨越可见光谱操作的高亮度发光装置中, 当前受关注的材料系统包含 III-V 族半导体, 尤其是也被称为 III 族氮化物材料的镓、铝、铟以及氮的二元、三元及四元合金。典型地, III 族氮化物发光装置通过利用金属有机化学气相沉积 (MOCVD)、分子束外延 (MBE) 或其它外延技术, 在蓝宝石、碳化硅、III 族氮化物或其它适当衬底上外延生长具有不同组分以及掺杂剂浓度的半导体层堆叠而制得。该堆叠通常包含: 掺杂有(例如)硅的形成在该衬底上的一个或多个 n 型层; 在形成在该或这些 n 型层上的有源区中的一个或多个发光层; 及掺杂有(例如)镁的形成在该有源区上的一个或多个 p 型层。电接触形成在 n 型区域及 p 型区域上。

[0003] 图 1 图示出在 US 2007/0072324 中更详细描述的复合生长衬底, 其是以引用的方式并入本文中。衬底 10 包含基质衬底 12、种晶层 16、及将基质 12 接合至种晶层 16 的接合层 14。基质衬底 12 对衬底 10 及生长在衬底 10 上的半导体装置层 18 提供机械支撑。种晶层 16 是其上生长装置层 18 的层, 因此该种晶层 16 必须是可使 III 族氮化物晶体在其上成核的材料。

[0004] 如本文中所使用, “面内”晶格常数意指装置中的半导体层的实际晶格常数, 而“体”晶格常数意指给定组分的松弛、独立的材料的晶格常数。层中的应变量被定义为 $|a_{in-plane} - a_{bulk}| / a_{bulk}$ 。可根据维加德定律 (Vegards law) 估计三元或四元 III 族氮化物化合物 $A_xB_yC_zN$ 的体晶格常数, 其中 $a_{x,y,z} = x(a_{Al}) + y(a_{BN}) + z(a_{CN})$, 其中 a 意指二元化合物的体晶格常数。AlN 具有 3.111\AA 的体晶格常数, InN 具有 3.544\AA 的体晶格常数, 并且 GaN 具有 3.1885\AA 的体晶格常数。

[0005] 当图 1 的复合衬底的种晶层是 III 族氮化物材料时, 该种晶层在生长衬底上是经生长应变 (strained), 意味着 $a_{in-plane}$ 不等于 a_{bulk} 。当种晶层 16 被连接至基质衬底 12 并自该生长衬底释放时, 若种晶层 16 与基质衬底 12 之间的连接为顺从的 (例如, 经由接合层 14), 则该种晶层 16 可能至少部分松弛。例如, 当 III 族氮化物装置是常规生长在 Al_2O_3 上时, 生长在该衬底上的第一层通常为具有大约 3.19 的 a 晶格常数的 GaN 缓冲层。该 GaN 缓冲层为生长在该缓冲层上的所有装置层 (包含通常为 InGaN 的发光层) 设定面内晶格常数。由于 InGaN 具有大于 GaN 的体晶格常数, 所以当生长在 GaN 缓冲层上时, 该发光层经应变。在具有 InGaN 种晶层的复合衬底中, 在松弛后, 该 InGaN 种晶层可具有大于 GaN 的面内晶格常数。同样地, 该 InGaN 种晶层的面内晶格常数比 GaN 更紧密匹配于 InGaN 发光层的体晶格常数。生长在该 InGaN 种晶层上的装置层 (包含该 InGaN 发光层) 将复制该 InGaN 种晶层的面内晶格常数。因此, 生长在松弛的 InGaN 种晶层上的 InGaN 发光层的应变可以比生长在 GaN 缓冲层上的 InGaN 发光层小。

发明内容

- [0006] 本发明的目的是提供一种有效发光的半导体发光装置。
- [0007] 根据本发明的实施例的方法包含提供包括施主层及应变层的外延结构。该外延结构经处理以致使该应变层松弛。该应变层的松弛致使该施主层的面内晶格常数改变。
- [0008] 根据实施例的结构包括衬底及通过接合层而附接至该衬底的外延结构。该外延结构包括：施主层，其中该施主层是其上可生长半导体结构的材料；应变层；及设置在该施主层与该应变层之间的松弛层。
- [0009] 在上述的方法及结构中，可使用施主层以形成复合衬底的种晶层。该施主层可与应变层一起生长在外延结构中。当使该外延结构松弛时，该施主层及该应变层的结合应变能量(combined strain energy)可改变该施主层的面内晶格常数，使其超出可通过使仅包含施主层的外延结构松弛而达到的面内晶格常数。可将包含发光层的半导体结构生长在该种晶层上。因为种晶层是至少部分松弛，所以生长在该种晶层上的半导体结构的发光层可具有小于生长在常规衬底上的发光层的应变。因此，生长在种晶层上的发光层可比常规发光层更有效地发光，因为生长在该种晶层上的发光层可具有较小应变。

附图说明

- [0010] 图 1 图示出现有技术复合生长衬底。
- [0011] 图 2 图示出包含施主层、松弛层及倔强层(mule layer)的施主结构。
- [0012] 图 3 图示出包含施主层、两个松弛层及倔强层的施主结构。
- [0013] 图 4 图示出经由接合层接合至中间衬底的施主结构的部分。
- [0014] 图 5 图示出接合至基质衬底的种晶层。
- [0015] 图 6 图示出包含剥离层的施主结构的一部分。
- [0016] 图 7 图示出生长在图 5 中所图示的复合衬底上的倒装芯片半导体装置。
- [0017] 图 8 图示出包含帽盖层的施主结构的一部分。

具体实施方式

[0018] 图 1 中所图示的种晶层 16 是生长在生长衬底上，并且接合至基质衬底 12，接着自该生长衬底释放并且被迫松弛。如本文中所使用，种晶层意指松弛之后的种晶层。在本文中，将在松弛之前生长在生长衬底上的种晶层称为施主层。

[0019] 施主层中的应变能量 E 可表示为 $E = (0.5)(Y)(d)e^2$ ，其中 Y 是施主层的模量，d 是施主层的厚度，并且 e 是施主层中的应变。当施主层经由接合层而附接至衬底、自生长衬底被释放、接着经由该接合层的回流焊而被迫松弛时，该应变能量会驱动施主层的松弛。如上所述，应变能量是与施主层的厚度及施主层中的应变的平方成比例。施主层的组分决定面内晶格常数以及由此的种晶层中的应变。施主层优选为尽可能厚，因为厚度增大则应变能量增大，并且增大施主层在松弛期间抵抗屈曲的硬度。在 InGaN 施主层的情况下，随着厚度增大，具有所需组分的种晶层趋于产生非期望的缺陷及粗糙表面形态。例如，以大于 10% 的 InN 组分及大于数百纳米的厚度生长具有足够高质量的 InGaN 施主层是困难的。

[0020] 在本发明的实施例中，包含施主层的结构（在本文中称为施主结构）包含在本文

中称为倔强层的至少一个附加层，该附加层是用以增大施主结构的厚度及应变能量。倔强层的附加可增大施主结构的应变能量，其可以增大种晶层中的松弛量。倔强层的附加也可增大施主结构的厚度，所述施主结构的厚度为施主层提供额外硬度，并且可降低或防止在松弛期间种晶层中的屈曲。

[0021] 图 2 图示出生长在生长衬底 20（其可为任何适当的生长衬底，诸如蓝宝石、SiC 或 Si）上的施主结构 25 的一个实例。可在衬底 20 上首先生长可选的成核层 22。成核层 22 可为将要在其上生长 III 族氮化物施主层 24 并且在衬底 20 的材料上容易地成核的材料。例如，当生长在蓝宝石衬底 20 上时，成核层 22 可为 GaN。

[0022] 在成核层 22 上生长施主层 24。施主层 24 通常是 InGaN 层，尽管其可为例如 GaN、AlInGaN、另一 III 族氮化物材料或另一材料。施主层 24 是其上可生长高质量 III 族氮化物装置层的材料。施主层 24 通常是经应变的。在生长在 GaN 成核层 22 上的 InGaN 施主层 24 的情况下，该 InGaN 施主层 24 经压缩应变。施主层 24 是 InGaN 层，其在一些实施例中具有在 1% 与 10% 之间的 InN 组分，在一些实施例中具有在 1% 与 5% 之间的 InN 组分，在一些实施例中具有在 5% 与 8% 之间的 InN 组分，在一些实施例中具有 7% 的 InN 组分，在一些实施例中具有 6% 的 InN 组分，并且在一些实施例中具有 3% 的 InN 组分。施主层 24 的厚度在一些实施例中可例如在 50nm 与 1 微米之间，并且在一些实施例中可为在 100nm 与 500nm 之间。在一些实施例中，倔强层的附加允许使用具有较小应变能量的施主层，诸如具有较少 InN 的 InGaN 施主层或甚至 GaN 施主层，因为该倔强层补充施主层的应变能量。在无倔强层的施主结构中，施主层中的 InN 的组分定义可达到的晶格常数的上限，因为当面内晶格常数到达体晶格常数时，该施主结构中不再存在任何应变能量以驱动松弛。在具有倔强层的施主结构中，生长时名义上未经应变的低 InN 组分 InGaN 施主层或 GaN 施主层可能会通过该倔强层的应变能量的松弛而被驱使超过体晶格常数，而成为拉伸。施主结构的特性（诸如，施主层的应变能量、厚度以及晶格常数）经选择使得若通过使倔强层松弛而成为拉伸时，施主层不至于破裂。在一些实施例中，为防止破裂，种晶层中的拉伸应力是被限制为不大于 0.15%。

[0023] 在施主层 24 上生长松弛层 26。松弛层 26 具有经选择使得其在生长在施主层 24 上时部分或完全松弛的组分和厚度。松弛层 26 的特性也经选择使得具有可接受的质量的厚的、压缩应变的倔强层 27 可生长在松弛层 26 上。松弛层中产生的任何缺陷仅会传播至倔强层，而不会传播至下方的施主层。在一些实施例中，松弛层 26 是 AlN，其可在小于例如 100 埃的厚度中完全松弛。在一些实施例中，松弛层 26 是具有高 AlN 组分的 AlGaN。例如，AlGaN 松弛层 26 的 AlN 组分在一些实施例中可在 40% 与 100% 之间，并且在一些实施例中可在 70% 与 100% 之间。松弛层 26 在一些实施例中可具有在 5nm 与 1 微米之间的厚度，在一些实施例中可具有在 20nm 与 500nm 之间的厚度，并且在一些实施例中可具有在 50nm 与 200nm 之间的厚度。

[0024] 在松弛层 26 上方生长倔强层 27。倔强层 27 经应变，例如，倔强层 27 可经至少 0.1% 应变。倔强层 27 中的应变通常是压缩应变。倔强层的组分经选择以提供足够的应变能量以增大施主层中的面内晶格常数。倔强层可将施主层中的面内晶格常数增大至小于体晶格常数（部分松弛）、增大至体晶格常数（松弛）或超过体晶格常数（拉伸）。该组分经选择使得倔强层 27 在生长期间不会大体上松弛或退化至不良材料质量。此外，该组分经选

择使得具有足够高质量的倔强层 27 可生长至大到足以改良施主结构的硬度的厚度,以防止或降低松弛期间种晶层中的屈曲。在一些实施例中,倔强层 27 是具有在 60% AlN 与 80% AlN 之间的组分的 AlGaN。例如,生长在 AlN 松弛层 26 上的 70% AlN AlGaN 倔强层 27 具有大约 0.7% 的压缩应变,其相当于生长在 GaN 成核层 22 上的具有 7% 的 InN 组分的 InGaN 施主层 24 的应变。可生长比由 InGaN 组成的高质量施主层 24 厚的由 AlGaN 组成的高质量倔强层 27。倔强层 27 的厚度在一些实施例中可在 100nm 与 20 微米之间,并且在一些实施例中可在 1 微米与 5 微米之间。

[0025] 图 3 图示出生长在生长衬底 20 上的施主结构 25 的另一实例。如在图 2 中,在生长衬底 20 上生长成核层 22、施主层 24 及松弛层 26。在松弛层 26 上方生长附加松弛层 28。生长在松弛层 26 上的该附加松弛层 28 提供自松弛层 26 至更容易生长的倔强层 30(例如,其可为 GaN 或低 AlN 组分 AlGaN) 的晶格常数递降。例如,松弛层 26 可为 AlN 或具有在 70% 与 100% 之间的 AlN 组分的 AlGaN。间层(interlayer) 28 可为(例如)具有在 20% 与 40% 之间的 AlN 组分的 AlGaN。间层 28 可具有在一些实施例中在 10nm 与 1 微米之间的厚度,在一些实施例中在 20nm 与 500nm 之间的厚度,并且在一些实施例中在 50nm 与 200nm 之间的厚度。倔强层 30 可为(例如)生长至在一些实施例中在 100nm 与 20 微米之间并且在一些实施例中在 1 微米与 5 微米之间的厚度。在具有 InGaN 施主层 24、AlN 松弛层 26、30% AlN 的 AlGaN 间层 28 及 GaN 倔强层 30 的施主结构中, GaN 倔强层 30 具有大约 0.7% 的压缩应变。

[0026] 在一些实施例中,倔强层及施主层的组分和厚度经选择使得施主层中的压缩应变能量等于倔强层中的压缩应变能量。在一些实施例中,倔强层及施主层的组分和厚度经选择使得施主层中的压缩应变能量多于或少于倔强层中的压缩应变能量。当使施主结构松弛时,施主结构中的总应变能量(包含施主层中的应变能量及倔强层中的应变能量)经选择以将施主层中的晶格常数改变成期望的面内晶格常数。

[0027] 在第一实例中,在松弛的 GaN 成核层 22 上生长具有 6% InN 的 2500Å 厚的应变 InGaN 施主层 24。在该施主层上生长 AlN 松弛层 26,接着生长具有 70% AlN 的 40000Å 厚的 AlGaN 倔强层 27。施主层具有大约 0.66% 的长成时的压缩应变,并且倔强层具有大约 0.74 的长成时的压缩应变。在如下述那样完全松弛之后,倔强层具有 3.134Å 的面内 a 晶格常数,并且种晶层具有 3.212Å 的面内 a 晶格常数。

[0028] 在第二实例中,在 GaN 成核层 22 上生长具有 6% InN 的 2500Å 厚的 InGaN 施主层 24。在该施主层上方生长 AlN 松弛层 26,接着生长 30% AlN 的 AlGaN 松弛层 28。该 AlN 松弛层 26 具有 3.11Å 的面内 a 晶格常数,并且该 AlGaN 层 28 具有 3.165Å 的面内 a 晶格常数。生长在松弛层 28 上的 40000Å 厚 GaN 倔强层 30 复制层 28 的该 a 晶格常数 3.165Å。施主层具有大约 0.66% 的长成时的压缩应变,并且倔强层具有大约 0.73% 的长成时的压缩应变。在如下述那样完全松弛之后,倔强层具有 3.189Å 的面内 a 晶格常数,并且种晶层具有 3.212Å 的面内 a 晶格常数。

[0029] 在第三实例中,在 GaN 成核层 22 上生长 2500Å 厚的 GaN 施主层 24。在该施主层上方生长 AlN 松弛层 26,接着生长 30% AlN 的 AlGaN 松弛层 28。在松弛层 28 上方生长 40000Å 厚的 GaN 倔强层 30。施主层是长成时松弛的(无应变)并且倔强层具有大约 0.73% 的长成时的压缩应变。在如下述那样完全松弛之后,该倔强层具有 3.189Å 的面内 a 晶格常数,并

且该种晶层具有 3.212\AA 的面内 a 晶格常数。

[0030] 在一些实施例中，倔强层是在施主层之前生长。例如，可在生长衬底上方生长高 InN 组分的 InGaN 倔强层，接着生长较低 InN 组分的 InGaN 施主层。由于倔强层中的高 InN 组分，所以与 InGaN 倔强层相比，该 InGaN 施主层可为更佳质量的材料。倔强层及施主层的组合应变能量经选择使得在松弛期间，该施主层松弛至具有期望的面内晶格常数的种晶层。

[0031] 尽管以上实例使用压缩下的倔强层以扩大施主层的面内晶格常数，然在其它实施例中，可使用拉伸中的倔强层以对施主层施加压缩，或降低该施主层的面内晶格常数。

[0032] 可以如下方式将图 2 和图 3 中图示出及以上描述的施主结构 25 形成为复合衬底。

[0033] 在图 4 中，施主结构 25 通过接合层 34 连接至中间衬底 32。在一些实施例中，接合层 34 是通过（例如）蒸镀、溅射及沉降沉积的 SiO_2 、硼磷硅酸盐玻璃（BPSG）或其它商业玻璃。中间衬底可为（例如）蓝宝石、Si 或任何其它适当材料。可在施主结构 25、中间衬底 32 或该两者上形成接合层 34。生长衬底 20 是通过适合生长衬底材料的技术予以移除。例如，可通过激光熔融任何适当层（诸如，下述的在施主层之前生长在生长衬底上的剥离层）来移除蓝宝石衬底。可通过蚀刻移除 SiC 衬底。例如，可通过蚀刻移除成核层 22 以暴露施主层 24 的表面。在一些实施例中，施主结构 25 包含牺牲半导体层，该牺牲半导体层是被植入诸如 H^+ 的植入核素以促进施主层与生长衬底的随后分离。施主层是通过（例如）利用加热（其致使经植入区域膨胀并分裂该牺牲层）使所植入核素活化而与生长衬底分离。在美国专利申请公开 2005/0026394 及美国专利 5,374,564（其等是以引用的方式并入本文中）中，更详细描述植入牺牲层及通过使植入核素活化而使施主层与生长衬底分离。例如，可通过蚀刻在施主层 24 中或该施主层及倔强层 29 两者中形成若干沟渠。

[0034] 可将图 4 中所图示的结构加热（例如）至大于 800°C 的温度，以致使施主结构 25 经由接合层 34 的回流焊而膨胀。倔强层 29 可为（例如）如图 2 中所图示的倔强层 27 或如图 3 中所图示的倔强层 30。厚的压缩应变倔强层 29 膨胀，从而驱动施主层 24 的膨胀。倔强层 29 及施主层 24 可完全或部分松弛。经松弛的施主层 24 在图 4 上被图示为种晶层 38。当仍具有应变并且附接至生长衬底 20 时，种晶层 38 的面内晶格常数是随应变施主层 24 的面内晶格常数而增大。在松弛之后，种晶层中的面内 a 晶格常数在一些实施例中可为至少 3.192\AA ，在一些实施例中至少 3.199\AA ，在一些实施例中至少 3.2\AA ，并且在一些实施例中至少 3.224\AA 。

[0035] 可能需要两个接合步骤以形成在期望的定向上有 III 族氮化物种晶层 24 的复合衬底。通常将生长在蓝宝石或 SiC 生长衬底上的 III 族氮化物层（如以上图 2 和图 3 中所图示）生长为 c 平面纤锌矿。此种纤锌矿 III 族氮化物结构具有 III 族面（也称为镓面）及氮面。III 族氮化物优选地经生长使得生长层的顶面为镓面，而底面（邻近该生长衬底的表面）为氮面。在蓝宝石或 SiC 上常规简单地生长施主层后，将施主层连接至基质并且移除该生长衬底，于是产生具有使氮面暴露的 III 族氮化物种晶层的复合衬底。III 族氮化物优选地生长在镓面上，也即以该镓面为顶面，因此会因为晶体定向自以该氮面为顶面的定向切换至以该镓面为顶面的定向，使得氮面上的生长可能非期望地将缺陷引入晶体中，或产生不良质量的材料。

[0036] 为了形成具有以镓面为顶面的种晶层 24 的复合衬底，如图 2 和图 3 中所图示的使

施主层常规地生长在生长衬底上,接着如图 4 中所图示接合至中间衬底并且与该生长衬底分离,使得种晶层材料经由该镓面而接合至该中间衬底,从而使氮面通过移除该生长衬底而暴露。

[0037] 在图 5 中,种晶层 38 的氮面被接合至基质衬底 40,该基质衬底 40 可为(例如)蓝宝石、Si 或任何其它适当材料。在一些实施例中,将可选的接合层 42 设置在种晶层 38 与基质衬底 40 之间。可选的接合层 42 可为硅、铝、硼、磷、锌、镓、锗、铟、锡、锑、铅、铋、钛、钨、镁、钙、钾、镍、钇、锆、铪、钕及钽的一种或多种氧化物、氮化物、碳化物或氟化物。在接合至基质衬底之后,通过适合于衬底及接合层材料的技术(诸如,激光熔融或蚀刻)移除中间衬底及接合层。用于激光熔融的激光经选择使得激光能量由倔强层或松弛层吸收,而非由接合层或中间衬底吸收。在最终的复合衬底中,种晶层 38 的氮面是经由可选的接合层 42 接合至基质衬底 40,使得 III 族氮化物种晶层 38 的镓面暴露出用以装置层的生长。

[0038] 例如,可通过蚀刻或激光熔融移除倔强层 29 及松弛层 26,留下经由可选的接合层 42 接合至基质衬底 40 的种晶层 38,如图 5 中所图示。在一些实施例中,通过蚀刻移除所有或部分的倔强层 29 以暴露含铝层。使此层氧化,接着通过蚀刻移除松弛层 26 及任何剩余的倔强层 29。在一些实施例中,使松弛层 26 及倔强层 29(这些在图 5 中展示的定向上的种晶层 38 的顶面上)暴露于被松弛层吸收而不被倔强层吸收的频率下的激光束。使该松弛层与该倔强层之间的界面熔融,从而允许该倔强层与该松弛层分离。在一些实施例中,使松弛层 26 暴露于被种晶层吸收而不被松弛层吸收的频率下的激光束。使该松弛层与该种晶层之间的界面熔融,从而允许该松弛层与该种晶层分离。

[0039] 在一些实施例中,将低带隙剥离层并入于施主结构中以促进倔强层及松弛层的激光剥离。图 6 图示出包含剥离层的施主结构的部分。剥离层 44 是在施主层 24 之后并且在松弛层 26 及倔强层 29 之前生长,或在施主层 24 及松弛层 26 之后并且在倔强层 29 之前生长。剥离层 44 可为(例如)具有高 InN 组分层的薄 InGaN 层。剥离层 44 中的 InN 组分经选择使得该剥离层吸收由激光器发射的用于激光剥离的频率的光。激光频率经选择使得施主结构中的在剥离层之前激光所照射的层不吸收激光。在一些实施例中,剥离层 44 的带隙经选择远低于施主结构中具有次最低(next lowest)带隙的层(通常是施主层 24)的带隙。剥离层在一些实施例中可为具有在 2% 与 25% 之间的 InN 组分的 InGaN。剥离层的厚度可在 10nm 与 500nm 之间。

[0040] 可通过接合层将图 6 中所图示的施主层 24 作为松弛的种晶层连接至基质衬底,如以上图 4 及图 5 以及相关文字所述。可通过以下方式移除倔强层 29 及松弛层 26:使激光束透过倔强层的顶面照射以使剥离层 44 熔融并且自施主层 24 释放松弛层 26 及倔强层 29。

[0041] 在一些实施例中,在施主层 24 上方形成帽盖层(例如)以防止自 InGaN 施主层 24 的铟解吸(desorption)。该帽盖层可为(例如)GaN。在图 2 和图 3 中所图示的施主结构中,可将帽盖层 80 设置在施主层 24 与松弛层 26 之间,如图 8 中图示出。在图 6 中所图示的部分施主结构中,可将帽盖层设置在剥离层 44 与松弛层 26 之间。

[0042] 可在图 5 中所图示的复合衬底的种晶层 38 上生长 III 族氮化物装置。尽管在以下实例中,半导体装置是发射可见光或 UV 光的 III 族氮化物 LED,然可使用本发明的实施例以生长除了 LED 之外的其它半导体光电子装置或电子装置(诸如激光二极管、场效应晶体管及探测器),及来自除 III 族氮化物以外的材料系统(例如 III 族磷化物、其它 III-V

族、II-VI 族) 的装置, 或其它装置。

[0043] 在种晶层 38 上方生长若干装置层。这些装置层可具有与种晶层 38 相同的面内晶格常数。这些装置层包含夹置于 n 型区域与 p 型区域之间的发光区域或有源区。通常首先生长 n 型区域, 并且 n 型区域可包含具有不同组分及掺杂剂浓度的多个层, 举例而言, 该多个层包含: 制备层(诸如缓冲层或成核层), 该些层可为 n 型或未经刻意掺杂; 用以促进基质衬底 40、接合层 42、种晶层 38 或整个复合衬底的随后的移除的若干层; 及 n 型装置层甚至 p 型装置层, 该些层是针对发光区域有效地发射光所需的特定光学性质或电性质而设计。发光区域或有源区是生长在该 n 型区域上方。适当的发光区域的实例包含单个厚的或薄的发光层或多重量子阱发光区域, 该多重量子阱发光区域包含由障壁层分离的多重薄或厚的量子阱发光层。p 型区域是生长在该发光区域上。如同 n 型区域, 该 p 型区域可包含具有不同组分、厚度及掺杂剂浓度的多个层, 该多个层包含未经刻意掺杂的层或 n 型层。

[0044] 图 7 图示出倒装芯片装置。在包含种晶层 38、接合层 42 及基质衬底 40 的复合衬底的种晶层 38 上生长装置层 18。形成 p 接触金属, 接着移除 p 接触 48、p 型区域及有源区的部分以暴露其上沉积有 n 接触金属 46 的 n 型区域的部分。在图 7 中所图示的装置中, 多个 n 接触区域之间插入 p 接触区域。在其它实施例中, 形成单个 n 接触区域及单个 p 接触区域。p 接触 48 及 n 接触 46 形成在该装置的同侧上。这些接触通常是反射性并且该装置通常安装在相对于生长方向翻转的基座 50 上, 使得在图 7 中示出的定向上经由该装置的顶面而提取光。

[0045] 通过在 n 接触 46 及 p 接触 48 与基座 50 之间的互连件(未示出)将装置安装至基座 50。例如, 这些互连件可为金-金互连件, 并且该装置可通过热超声接合而附接至该基座, 或这些互连件可为焊料并且该装置可通过回流焊而附接至该基座。复合衬底可保留为如图 7 中所图示的装置的部分, 或可通过适合于所移除的材料的技术(诸如, 激光剥离、蚀刻、或诸如研磨或化学机械抛光的机械处理)而移除整个复合衬底、基质衬底 40 或接合层 42。例如, 可通过光电化学蚀刻薄化外延结构。在薄化之后剩余的外延结构的顶面可经纹理化, 例如通过利用(例如)晶格或光子晶体结构粗糙化或图案化该表面以改良光提取。可在该外延结构上方形成本领域中已知的结构, 诸如波长转换组件、二向色滤光器或透镜。

[0046] 可使用除倒装芯片之外的其它装置结构。在一个替代例中, 可自装置经由外延结构的顶面(也即, 其上形成有 n 接触 46 及 p 接触 48 的表面)提取光。在一些实施例中, 可在形成粗糙表面的条件下生长 p 型区域的顶部、在该 p 型区域上方生长分离的粗糙 p 型层, 或可在生长之后蚀刻或粗糙化 p 型层的光滑表面。可在该 p 型表面上方形成透明导电材料(诸如, 透明导电氧化物)的层。例如, 该透明导电材料可为氧化铟锡、氧化锌或氧化钌。移除该 p 型结构及该发光区域的一部分以暴露 n 型层。在该暴露的 n 型层上形成 n 接触 46。在该透明导电材料的部分上形成 p 接触 48, 该 p 接触 48 使电流横向扩散而通过 p 型区域 38。可限制 n 接触 46 及 p 接触 48 的范围, 或可将 n 接触 46 及 p 接触 48 制成透明。该装置可经安装使得光经由透明材料的表面提取。

[0047] 在另一替代例中, 形成垂直注入 LED。在 p 型区域的表面上形成 p 接触, 并且经由该 p 接触将该外延结构附接至基座。可移除复合衬底的所有或部分以暴露 n 型区域的表面。例如, 可移除基质衬底以暴露导电接合或种晶层(其上可形成有 n 接触), 或可移除该基质、接合层及种晶层的所有或部分, 以暴露装置层的 n 型区域。在该暴露表面或另一暴露 n 型

表面（诸如，n型区域的侧面）上形成n接触。该n接触形成在半导体结构的一侧（例如，顶面）上，并且p接触形成在该半导体结构的另一侧（例如，底面）上。可使用任何适当结构（诸如，打线接合或导电桥）制成至该n接触的电接触。该n接触的范围可经限制使得光可自该装置的顶部提取。

[0048] 在一些实施例中，结构是包含于该装置中以（例如）通过增加散射而增加自该装置的光提取。例如，可粗糙化外延结构的表面。在一些实施例中，散射是通过嵌入III族氮化物结构的表面中或形成在该表面上的光子晶体或晶格引起。在这种结构中，以接近通过材料中的发光区域所发射的光的波长之间距而周期性地提供光学折射率的改变。周期折射率改变的参数（诸如周期及振幅）可经选择以增加提取为期望的发射图案的光的量。例如，晶格或光子晶体的大小及间距可经选择以最大化在正交于半导体结构的顶面的方向上所提取的光的量。在美国专利7,642,108、7,442,965、7,442,964、7,294,862、7,279,718、7,012,279及6,956,247（这些美国专利均以引用的方式并入本文中）中更详细描述选择光子晶体的参数及形成该光子晶体。

[0049] 可将一个或多个波长转换材料设置在该装置上方以产生白光或其它色彩的单色光。由LED发射的未经转换的光可为光的最后的光谱的一部分，尽管其不必是最后的光谱的一部分。常见组合的实例包含与发射黄光的磷光体组合的发射蓝光的LED、与发射绿光及红光的磷光体组合的发射蓝光的LED、与发射蓝光及黄光的磷光体组合的发射UV的LED、以及与发射蓝光、绿光及红光的磷光体组合的发射UV的LED。可添加发射其它色彩的光的波长转换材料以按需要调适自该装置发射的光的光谱。可将多个波长转换材料混合于单个波长转换层中或形成为若干离散层。适当的波长转换结构的实例包含粘合或接合至LED的预制陶瓷磷光体层，或设置在有机囊封剂（其是电泳沉积、模版印刷、丝网印刷、喷洒、沉降、蒸镀、溅镀、或以其它方式设置在LED上）中的粉末磷光体。

[0050] 尽管上述实施例在III-V族结构（诸如，III族氮化物结构）中使用倔强层，然而本发明的实施例可以其它材料系统（诸如，Si）实施。例如，倔强层可允许制造潜在较便宜的并且缺陷比通过常规方法制造的应变硅少的应变硅。常规方法采用在Si上生长松弛SiGe异质结构，接着是在该松弛SiGe上生长薄Si“施主”层的生长，所述松弛SiGe带有拉伸应变地生长。使该薄Si施主层转移至基质并且该Si衬底及SiGe层是通过如上所述的使植入的牺牲层活化而被移除。在松弛SiGe中所产生的位错会非期望地传播至该Si应变“施主”层中。在包含倔强层的装置中，厚压缩应变SiGe倔强层是生长在Si（它们之间无松弛层）上并且被转移至载体衬底。移除大多数的Si，仅留下薄的Si“施主”层。该结构经退火以使SiGe松弛并将该Si“施主”层拉成拉伸应变。作为SiGe倔强层的替代物，可生长松弛的SiGe层，接着生长具有大于松弛的SiGe层的Ge组分的拉伸应变SiGe倔强层。应变SiGe倔强层名义上不产生缺陷；运用松弛SiGe层及纯Ge倔强层，所有的缺陷皆产生于松弛层中并且仅传播至倔强层中，而不会传播至下方的施主层中。

[0051] 已详细描述了本发明，本领域的技术人员将理解：给定本发明公开内容，可在不脱离本文所描述的发明概念的精神下对本发明进行修改。因此，不应将本发明的范围限于所图示出及描述的特定实施例。

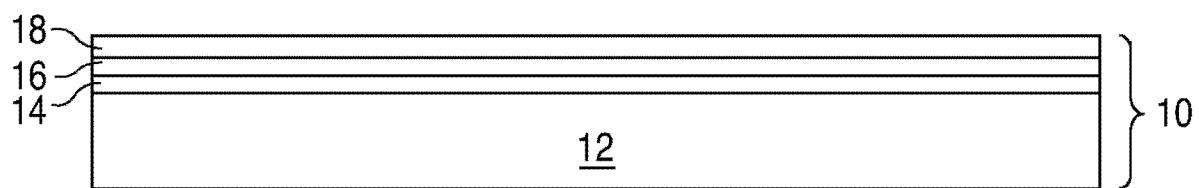


图 1(现有技术)

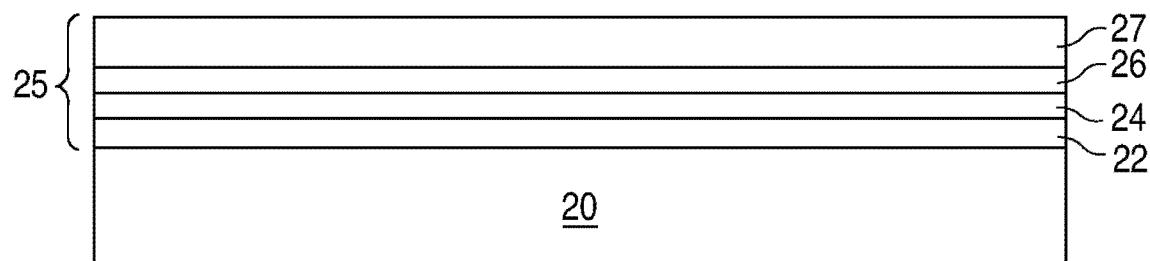


图 2

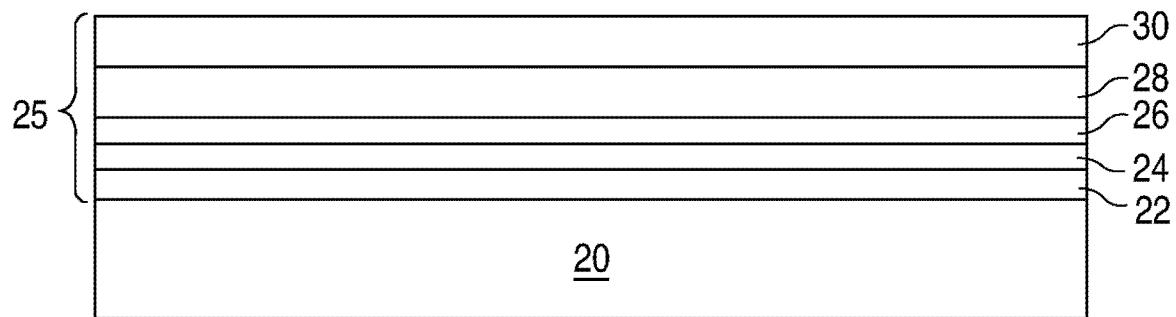


图 3

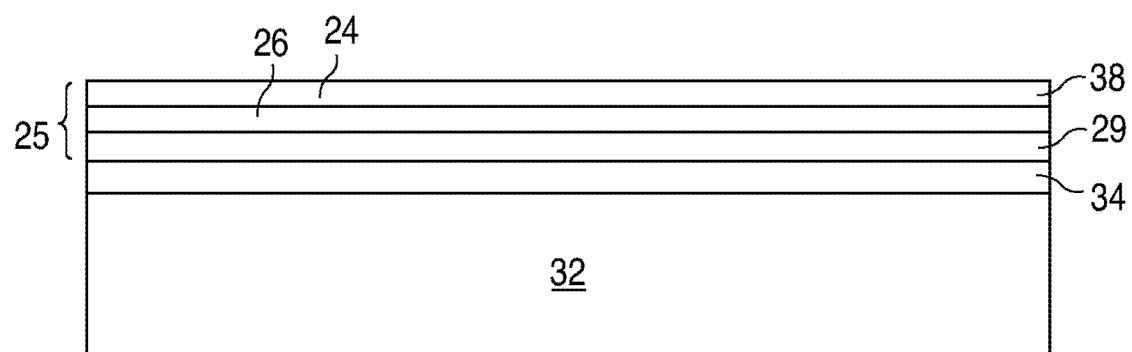


图 4

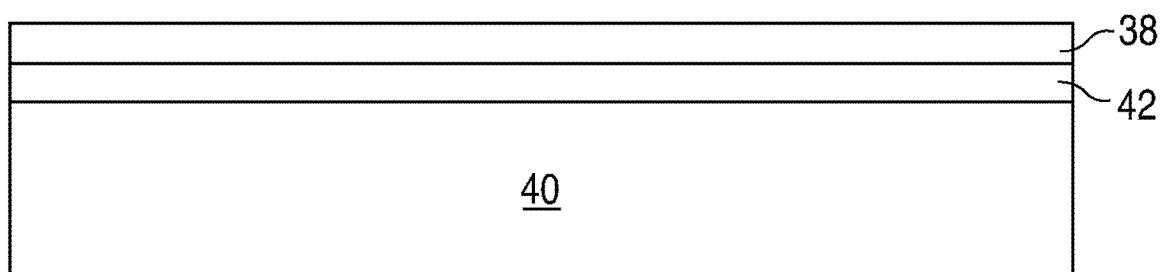


图 5

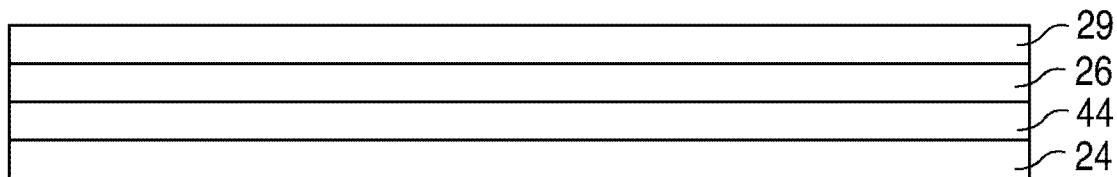


图 6

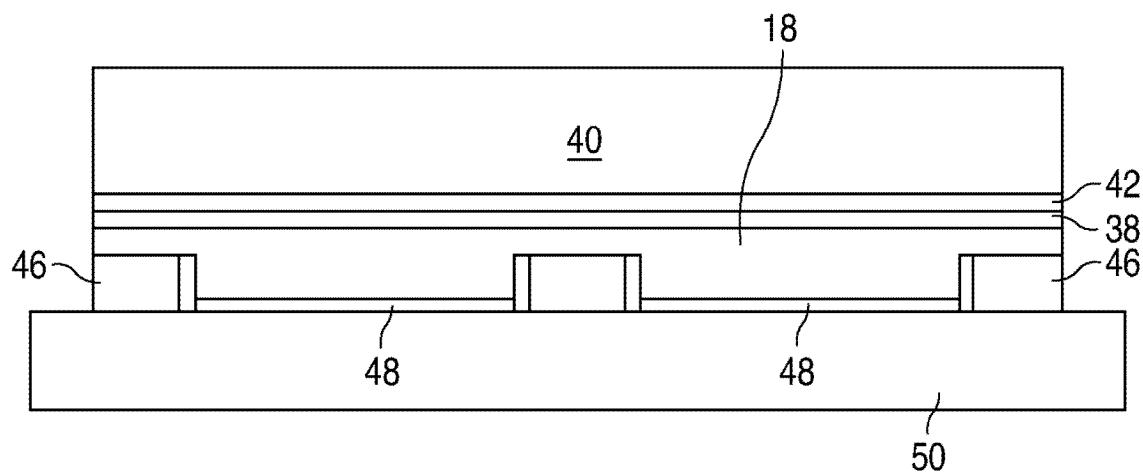


图 7

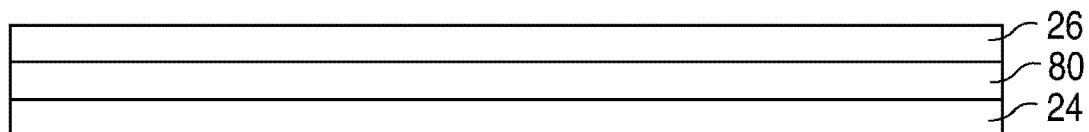


图 8